

ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АУСТЕНИТА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРЯМЫХ И ОБРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Аккузин С.А.

Руководитель: к. ф.-м. н., доцент Литовченко И.Ю.

Научный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск

akkuzin.spti@mail.ru

Исследованы особенности субмикрокристаллических структурных состояний метастабильной аустенитной стали после низкотемпературной и последующей высокотемпературной деформации прокаткой. Показано, что в этих условиях в стали реализуются прямые ($\gamma \rightarrow \alpha'$) и обратные ($\alpha' \rightarrow \gamma$) мартенситные превращения. В субмикрокристаллическом аустените наблюдаются мало- и высокоугловые, в том числе двойниковые и близкие к ним границы разориентации, а также множественные дефекты упаковки. Показано, что предел текучести стали в субмикрокристаллическом состоянии более чем в 4 раза превышает исходные значения при сохранении достаточного запаса пластичности.

В настоящее время для получения субмикрокристаллических (СМК) состояний в металлических материалах используются методы интенсивной пластической деформации [1]. В метастабильных аустенитных сталях эти состояния могут быть сформированы с использованием прямых ($\gamma \rightarrow \alpha'$) мартенситных превращений при охлаждении и (или) пластической деформации, и последующих обратных ($\alpha' \rightarrow \gamma$) превращений при нагреве [2]. В настоящей работе представлены результаты исследований особенностей СМК структурных состояний метастабильной аустенитной стали Fe-18Cr-8Ni-Ti, сформированных в процессе низкотемпературной деформации и последующей деформации прокаткой при повышенных температурах.

Для исследования использована хромоникелевая метастабильная аустенитная сталь Fe-18%Cr-8%Ni-Ti (Fe-18.02%Cr-9.77%Ni-1.4%Mn-0.59%Ti). Исходное состояние получено закалкой ($T=1100^\circ\text{C}$, 1 час) из аустенитного состояния. Начальный размер образцов $\sim 20 \times 10 \times 10$ мм. Низкотемпературную деформацию осуществляли прокаткой ($\epsilon \approx 10\%$) за несколько проходов вблизи температуры кипения жидкого азота. Последующая теплая деформация ($\epsilon \approx 25\%$) проводилась при температурах $T = 600^\circ\text{C}$ и $T = 700^\circ\text{C}$. После выхода из прокатного стана образцы закаливали в воду.

Электронно-микроскопические исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе Philips CM-12 (120 кВ). Тонкие фольги готовили из сечений, перпендикулярных плоскости

прокатки. Изменение фазового состава исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа на диффрактометре Shimadzu XRD-6000. Для определения объемного содержания магнитной фазы использован метод измерения удельной намагниченности в зависимости от напряженности магнитного поля на приборе Магнитометр Н-04.

Рентгеноструктурный анализ, измерения удельной намагниченности и электронно-микроскопические исследования показали, что низкотемпературная деформация приводит к развитию интенсивного ($\gamma \rightarrow \alpha'$) фазового превращения. По данным рентгеноструктурного анализа и магнитных измерений после низкотемпературной прокатки объемное содержание α' -мартенсита составляет $\sim 70 - 75\%$, а ϵ -мартенсита $\sim 5\%$. Полученный мартенсит является деформационным, поскольку выдержка образцов при $T = -196^\circ\text{C}$ (2 ч.) не приводит к развитию мартенситного превращения. Согласно электронно-микроскопическим исследованиям, дефектная структура стали представлена тонкими ламелями субмикронного масштаба, состоящими из пакетов α' -мартенсита, микродвойников аустенита и отдельных пластин ϵ -мартенсита.

Последующая деформация при температурах $T = 600^\circ\text{C}$ и $T = 700^\circ\text{C}$ приводит к обратному ($\alpha' \rightarrow \gamma$) превращению. Результаты РСА и магнитных измерений показали, что объемное содержание α' -мартенсита при этом составляет $\sim 5-15\%$.

Дефектная структура стали после деформации при $T = 600^\circ\text{C}$ представлена преимущественно аустенитными ламелями субмикронного размера (рис.1). Между ламелями аустенита наблюдаются как малоугловые, так и высокоугловые разориентировки, среди которых можно выделить двойниковые разориентации. Внутри аустенитных ламелей обнаружены множественные дефекты упаковки. Также в структуре встречаются тонкие ламели α' -мартенсита.

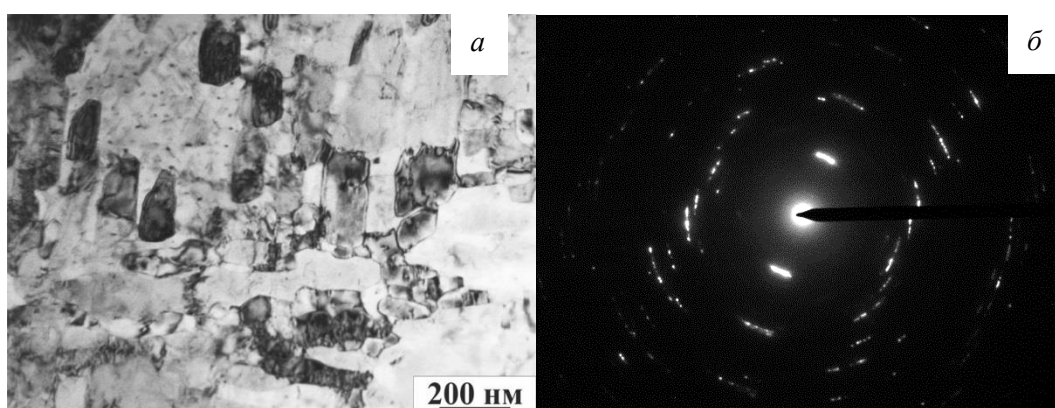


Рисунок 1. Структурное состояние стали после низкотемпературной деформации и последующей деформации при 600°C : а - светопольное изображение; б- дифракционная картина

Деформация при $T = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ после низкотемпературной прокатки приводит к формированию фрагментированной аустенитной структуры. Объемное содержание α' – мартенсита уменьшается, средние размеры фрагментов увеличиваются (по сравнению с деформацией при $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Характерные разориентации между аустенитными ламелями, размеры и форма фрагментов свидетельствуют об участии бездиффузионного $\alpha' \rightarrow \gamma$ превращения в процессе высокотемпературной деформации. Таким образом, субмикроструктурные состояния в метастабильной аустенитной стали формируются в результате прямых ($\gamma \rightarrow \alpha'$) и обратных ($\alpha' \rightarrow \gamma$) мартенситных превращений в условиях пластической деформации. При этом деформация при низких температурах стимулирует прямое мартенситное превращение, а деформация при повышенных температурах обеспечивает реализацию обратного превращения мартенсита в аустенит[3].

Исследования механических свойств стали в субмикроструктурном состоянии показали, что значения микротвердости составляют 4.3- 4.8 ГПа, что сравнимо с микротвердостью в мартенситном состоянии (4.6 ГПа) и более чем в 2 раза превышает исходное значение. Значения предела текучести достигают 939 - 943 МПа (после деформации при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$), что более чем в 4 раза превышает исходное значение и 595-781 МПа (после деформации при $700\text{ }^{\circ}\text{C}$). При этом достигаются удовлетворительные значения пластичности – 10-19%.

Показана возможность формирования СМК структурных состояний в метастабильной аустенитной стали с использованием прямых и обратных деформационных мартенситных превращений в условиях низкотемпературной и последующей высокотемпературной деформации. Указанное структурное состояние сформировано при относительно малых степенях деформации прокаткой(до 35%) без использования методов интенсивной пластической деформации.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования ТГУ.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы // М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
2. ShakhovaI., DudkoV., BelyakovA., TsuzakiK., KaibyshevR. Effect of large strain cold rolling and subsequent annealing on microstructure and mechanical properties of an austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering A 545 (2012) 176-186.
3. LitovchenkoI.Yu., TyumentsevA.N., KorznikovA.V. Reversible martensitic transformation produced by severe plastic deformation of metastable austenitic steel // Materials Science Forum 738-739 (2013) 491-495.